

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-332535

(P2002-332535A)

(43) 公開日 平成14年11月22日 (2002. 11. 22)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード* (参考)
C 2 2 C 38/00 38/24	3 0 1	C 2 2 C 38/00 38/24	3 0 1 A

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願2001-140603 (P2001-140603)

(22) 出願日 平成13年5月10日 (2001. 5. 10)

(71) 出願人 000180070

山陽特殊製鋼株式会社

兵庫県姫路市飾磨区中島字一文字3007番地

(72) 発明者 北野 修平

兵庫県姫路市飾磨区中島字一文字3007番地

山陽特殊製鋼株式会社内

(74) 代理人 100101085

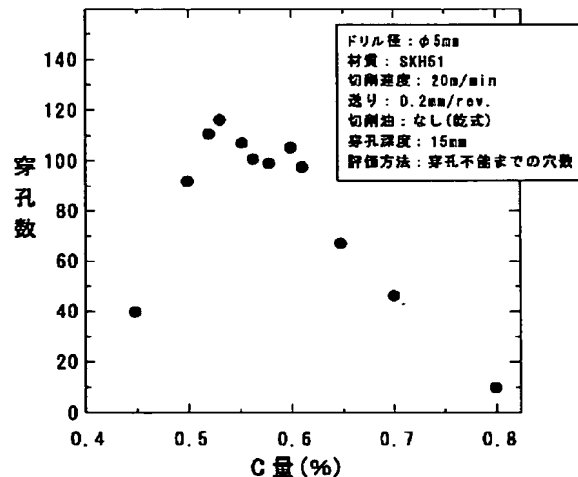
弁理士 横井 健至

(54) 【発明の名称】 被削性に優れた高強度高周波焼入用鋼

(57) 【要約】

【課題】 鍛造上がりの硬さ上昇を最小限に抑え、被削性、冷間加工性を確保しながら、非硬化部の疲労強度、硬化部の耐転がり強度、耐ビッチング強度、耐摩耗性、疲労強度等を向上させた鋼材を提供する。

【解決手段】 質量%で、C: 0. 5~0. 7%、Si: 0. 5~1. 0%、Mn: 0. 5~1. 0%、Cr: 0. 4%以下、S: 0. 035%以下、V: 0. 01~0. 15%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼で、鍛造後、部品の一部を高周波焼入れして使用することを特徴とする高強度高周波焼入用鋼で、図1に示すように、C: 0. 5~0. 7%の範囲で被削性に優れている。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C：0.5～0.7%、Si：0.5～1.0%、Mn：0.5～1.0%、Cr：0.4%以下、S：0.035%以下、V：0.01～0.15%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、鍛造後に部品の一部を高周波焼入れして使用することを特徴とする被削性に優れた高強度高周波焼入れ*

$$C_{eq} = C\% + 1/75Si\% + 1/5Mn\% + 1/9Cr\% - 5/75S\% + V\% \quad (1)$$

【数2】

$$0.75 \leq C_{eq} \leq 0.90 \quad (2)$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、等速ジョイント、ハブユニット等、鋼材を鍛造成形した後、部品の一部を高周波焼入れして用いられる鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】例えば、等速ジョイント、ハブユニット等の部品は、鋼材を冷間鍛造、温間鍛造あるいは熱間鍛造またはこれらの組み合わせにて成形し、特に強度の必要部分には高周波焼入れしている。このような用途には、JIS-S53C、SAE1055、SAE1070等の鋼材が主に用いられている。

【0003】しかし、近年の使用環境の過酷化、あるいは軽量化を目指した小型化、薄肉化のため、従来の焼入れ硬化部は一層の耐転がり強度、耐摩耗性、疲労強度が求められるだけでなく、従来では鍛造上りの強度で十分であった非硬化部の疲労強度向上も求められるようになっている。また、これらの部品は鍛造後に切削加工を受ける部位が多く、近年ますます強くなる加工コスト低減の要求から、被削性の向上も強く求められる。

【0004】このような要求に対し、C、Si、Crの増量や、Mo等の添加により、焼入れ部に求められる特性を向上させるとともに、非硬化部の硬度上昇により、非硬化部の疲労強度を上昇させる対策が考えられる。しかしながら、これらの部品は鍛造後に切削加工を受け、冷間加工を受ける場合もあることから、いたずらに非硬化部の硬度を上げるとは切削加工、冷間加工で不利となるだけでなく、Cr、Moの添加は素材費の上昇にもつながる。また、非硬化部の疲労強度向上に対しては、疲労強度不足部に焼入れを行う対策が考えられるが、部※40

$$C_{eq} = C\% + 1/75Si\% + 1/5Mn\% + 1/9Cr\% - 5/75S\% + V\% \quad (1)$$

【0010】

【数4】

$$0.75 \leq C_{eq} \leq 0.90 \quad (2)$$

【0011】本発明における鋼成分の限定理由を説明する。なお、%は質量%で示す。

【0012】C：0.5～0.7%、望ましくは0.5～0.6%

Cは、焼入れ性を確保するための元素で、通常の高周波焼入れ焼戻しにより硬さ60HRC以上を確保するため

*用鋼。

【請求項2】 請求項1に記載の高強度高周波焼入れ用鋼において、炭素当量式を(1)式で表すとき、炭素当量：C_{eq}は(2)式を満足することを特徴とする高強度高周波焼入れ用鋼。

【数1】

(1)

※品製造工程数の増加につながり、製造コストが上昇するという問題点がある。したがって、鍛造上りの硬さの上昇をできるだけ抑えて非硬化部の被削性、冷間加工性を確保しながら、非硬化部の疲労強度上昇および硬化部の要求特性向上を同時に達成することが、これらの部品に使用される材料の課題となる。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記の課題を解決するためのものであり、鍛造上りの硬さ上昇を最小限に抑え、被削性、冷間加工性を確保しながら、非硬化部の疲労強度、硬化部の耐転がり強度、耐ビッチング強度、耐摩耗性、疲労強度等を向上させた鋼材を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明の上記課題を解決するための手段は、請求項1の発明では、質量%で、C：0.5～0.7%、Si：0.5～1.0%、Mn：0.5～1.0%、Cr：0.4%以下、S：0.035%以下、V：0.01～0.15%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、鍛造後、部品の一部を高周波焼入れして使用することを特徴とする高強度高周波焼入れ用鋼である。

【0007】なお、請求項1の手段において、鋼成分のC量およびSi量は、さらに減縮して、望ましい範囲として、C：0.5～0.6%、Si：0.7～0.9%とする。

【0008】請求項2の発明では、請求項1の発明の手段の高強度高周波焼入れ用鋼において、炭素当量式を(1)式で表すとき、炭素当量：C_{eq}は(2)式を満足することを特徴とする高強度高周波焼入れ用鋼である。

【0009】

【数3】

(1)

に、C量の下限を0.5%とする。また、0.7%を超えると、焼入れ時に残留オーステナイトが多く発生するようになり、硬さに対するC増量の効果が小さくなる。さらに、組織的には非焼入れ部の初析フェライト量が消滅し、被削性が大きく低下する。特に高い硬さが要求される場合を除いては、初析フェライトを十分に残し、狙いの炭素当量：C_{eq}に対し、他の合金元素添加の余地を残すため、0.5～0.6%が望ましい。

【0013】Si：0.5～1.0%、望ましくは0.

5～0.9%

Si量は本発明において最も重要な役割を果たすもので、非硬化部の硬さの上昇を最小限に抑えながら、疲労強度、被削性を向上させ、さらに硬化部の耐転がり強度、耐ビッチング強度、耐摩耗性、疲労強度の向上に寄与する。硬化部の耐転がり強度、耐ビッチング強度、耐摩耗性、疲労強度に対しては0.5%以上で効果があり、1.0%を超えると効果は飽和する。ただし、被削性に関しては、0.7～0.9%が最も優れる。

【0014】Mn：0.5～1.0%

Mn量を低下させると、高周波焼入れの短時間加熱によるオーステナイト化が不十分となり、十分な焼入れ硬さが得られない。本発明鋼の範囲では0.5%以上が最低限必要となる。0.6%以上が望ましい。また、Mnの増量は非硬化部の疲労強度を向上させるが、初析フェライトを減少させ、被削性を著しく低下させるため、1.0%を上限とする。

【0015】S：0.035%以下

Sは被削性を向上させる元素で、添加量を増やすと被削性には有利であるが、非金属介在物であるMnSを生成するため、耐転がり強度を低下する。したがって、耐転がり強度への影響が見られない0.035%を上限とする。

【0016】Cr：0.4%以下

Crは、焼入れ性、鍛造硬さを調整するために添加量を調整して添加すればよいが、セメンタイト中に濃縮し、焼入れ前の加熱の際、炭素のマトリックスへの固溶を阻害する。高周波焼入れの短時間加熱ではこれが問題となるため、0.4%以下とする。

【0017】V：0.01～0.15%

VはSiと並んで、本発明において重要な役割を果たし、非硬化部の疲労強度の向上と被削性の向上に寄与する元素である。V添加により、組織中の最弱部である初析フェライトがVCの析出硬化により強化され、疲労強度が向上する。また、V添加より生成するVNを核とし

て初析フェライトが安定して球状に析出し、被削性を大幅に向上させる。C：0.5%以下ではVの添加にかかわらず、初析フェライトが層状であっても十分な量析出するため、V添加による被削性向上効果はほとんど無い。一方、C：0.7%以上ではVを添加しても初析フェライトがほとんど析出しないため、被削性向上効果は無い。層状の初析フェライトがわずかに析出し、被削性に対して不十分な領域であるC：0.5～0.7%の範囲においてのみ、Vを添加し、球状の初析フェライトを安定的に析出させることで被削性を向上させることができる。

【0018】 $0.75 \leq C_{\text{eq}} \leq 0.90$ とする理由

熱間鍛造、温間鍛造の硬さは、炭素当量： C_{eq} で予測できる。鍛造後の硬さは高いほど疲労強度には有利であるが、加工に対しては不利となる。本発明鋼の範囲付近で、炭素当量と熱間鍛造硬さの関係を実験にて確認したところ、図9に示すような関係が得られた。炭素当量を $0.75 \leq C_{\text{eq}} \leq 0.90$ とすることで、非焼入れ部の疲労強度と通常の加工方法による加工性が両立できる19.5～26.5HRCとなる。したがって、この炭素当量： C_{eq} の範囲の成分とすることで、加工性と疲労強度が両立する鋼を確実に得ることができ、特に加工工程中に熱間鍛造を含む場合、この範囲となることが多い。

【0019】

【発明の実施の形態】以下に本発明の実施の形態を、実施例を通じて説明する。100kgVIMにて表1および表2に示す成分の供試鋼を溶製する。なお、供試鋼の化学成分におけるP、Ni、Mo、O、Nは不純物として不可避免的に含有されるものを示す。得られた鋼を熱間鍛造にて所定寸法に鍛伸し、旋削加工にてそれぞれ実施例の試験片に加工する。

【0020】

【実施例】

【表1】

10

20

30

(質量%、O、Nはppm)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	O	N	V
ヒート 1	0.50	0.66	0.60	0.014	0.031	0.05	0.15	0.01	11	153	0.10
ヒート 2	0.52	0.65	0.61	0.014	0.031	0.06	0.15	0.01	10	144	0.09
ヒート 3	0.53	0.65	0.60	0.015	0.030	0.05	0.16	0.01	8	149	0.10
ヒート 4	0.55	0.65	0.60	0.015	0.030	0.06	0.15	0.01	10	140	0.10
ヒート 5	0.56	0.66	0.61	0.014	0.029	0.06	0.16	0.02	9	139	0.11
ヒート 6	0.58	0.65	0.60	0.014	0.030	0.06	0.15	0.01	9	144	0.10
ヒート 7	0.60	0.64	0.59	0.015	0.030	0.05	0.16	0.01	11	137	0.09
ヒート 8	0.61	0.64	0.60	0.014	0.030	0.05	0.15	0.01	8	131	0.10
ヒート 9	0.65	0.65	0.60	0.015	0.030	0.06	0.16	0.01	9	144	0.11
ヒート 10	0.70	0.65	0.58	0.015	0.030	0.06	0.16	0.01	10	130	0.10
ヒート 11	0.54	0.21	0.60	0.015	0.030	0.05	0.15	0.02	9	135	0.10
ヒート 12	0.55	0.26	0.61	0.015	0.030	0.05	0.15	0.01	7	139	0.11
ヒート 13	0.54	0.33	0.61	0.015	0.031	0.05	0.15	0.01	8	141	0.08
ヒート 14	0.55	0.33	0.61	0.014	0.030	0.04	0.16	0.01	8	136	0.09
ヒート 15	0.55	0.35	0.60	0.014	0.030	0.05	0.15	0.01	9	150	0.10
ヒート 16	0.55	0.40	0.60	0.014	0.030	0.06	0.15	0.01	8	148	0.10
ヒート 17	0.56	0.50	0.60	0.015	0.031	0.05	0.15	0.01	7	148	0.10
ヒート 18	0.55	0.59	0.61	0.014	0.032	0.05	0.15	0.01	10	139	0.11
ヒート 19	0.55	0.70	0.60	0.015	0.031	0.06	0.15	0.01	8	148	0.10
ヒート 20	0.54	0.80	0.62	0.014	0.030	0.06	0.15	0.01	7	145	0.10
ヒート 21	0.54	0.89	0.60	0.014	0.031	0.05	0.15	0.02	10	151	0.10
ヒート 22	0.54	1.01	0.60	0.015	0.031	0.06	0.15	0.01	7	142	0.10
ヒート 23	0.55	1.10	0.60	0.014	0.030	0.05	0.16	0.01	8	144	0.09

【0021】

* * 【表2】

(質量%、O、Nはppm)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	O	N	V
ヒート 24	0.56	0.65	0.28	0.015	0.030	0.05	0.15	0.01	8	147	0.09
ヒート 25	0.55	0.65	0.31	0.015	0.029	0.05	0.15	0.01	8	146	0.10
ヒート 26	0.54	0.65	0.44	0.014	0.031	0.06	0.16	0.01	7	143	0.10
ヒート 27	0.56	0.65	0.51	0.015	0.031	0.05	0.15	0.01	7	149	0.10
ヒート 28	0.55	0.65	0.6	0.014	0.030	0.06	0.15	0.02	10	150	0.10
ヒート 29	0.55	0.65	0.71	0.015	0.029	0.05	0.16	0.01	9	151	0.11
ヒート 30	0.54	0.66	0.77	0.014	0.028	0.06	0.15	0.01	9	148	0.11
ヒート 31	0.55	0.66	0.85	0.015	0.030	0.06	0.15	0.01	8	153	0.10
ヒート 32	0.56	0.65	0.92	0.014	0.031	0.05	0.15	0.02	9	144	0.09
ヒート 33	0.54	0.67	1.01	0.015	0.030	0.05	0.16	0.01	7	143	0.10
ヒート 34	0.55	0.64	1.15	0.015	0.030	0.06	0.14	0.01	7	139	0.10
ヒート 35	0.54	0.65	1.26	0.015	0.030	0.05	0.15	0.01	8	143	0.10
ヒート 36	0.55	0.65	0.61	0.015	0.004	0.05	0.16	0.01	8	144	0.11
ヒート 37	0.54	0.64	0.59	0.015	0.010	0.06	0.15	0.01	9	158	0.10
ヒート 38	0.54	0.64	0.60	0.015	0.018	0.05	0.15	0.01	7	140	0.08
ヒート 39	0.55	0.65	0.60	0.015	0.025	0.05	0.14	0.01	7	146	0.09
ヒート 40	0.56	0.64	0.60	0.015	0.031	0.06	0.15	0.02	9	140	0.11
ヒート 41	0.54	0.64	0.61	0.015	0.035	0.05	0.15	0.01	10	143	0.10
ヒート 42	0.55	0.65	0.61	0.015	0.041	0.05	0.15	0.01	8	140	0.10
ヒート 43	0.53	0.65	0.60	0.014	0.055	0.06	0.15	0.01	9	144	0.10

【0022】上記の供試鋼において、表1のヒート1～10の10種は図1に示すC量における評価に使用の供試鋼で、ヒート8、ヒート9、ヒート10は本発明の望

50

ましいC量の範囲から外れるものである。さらに表1のヒート11～23の13種は図2、図3、図4に示すS量における評価に使用の供試鋼で、ヒート11～16

は本発明のSi量の範囲より少なく、ヒート22および23は本発明のSi量の範囲より多く外れるものを示す。さらに、表2のヒート24～35の12種は図5、図6、図7に示すMn量における評価に使用の供試鋼で、ヒート24～26は本発明のMn量の範囲より少なく、ヒート33～35は本発明のMn量の範囲より多く外れるものである。さらに、表2のヒート36～43の8種は図8のS量における評価に使用の供試鋼でヒート42および43は本発明のS量の範囲より多く外れるものである。以上の供試鋼におけるそれぞれの試験片で以下の試験を行いそれぞれの結果を図に示す。

【0023】①被削性（ドリル寿命試験）

φ30mmの熱間鍛造材をフライス盤にて24×18×300mmの角材に加工し、ドリル穿孔試験を行い、ドリル寿命までの穿孔数で被削性を評価した。試験条件は各図に示すように、ドリル径：φ5mm、ドリル材質：SKH51、切削速度：20m/min、送り：0.2mm/rev、切削油：なし（乾式）、穿孔深度：15mm、評価方法：穿孔不能までの穴数である。図1に見られるように、C量の上昇につれて被削性は低下し、0.6%を超えると急激に低下する。図4に見られるように、Si量は1%以下では被削性への影響は小さいが、0.7～0.9%が最も優れる。1%を超えると被削性は急激に低下する。図7に見られるように、Mn量の増加とともに被削性は低下する。1%を超えると特に低下が著しい。

【0024】②疲労試験（回転曲げ疲労試験）

φ20mmの熱間鍛造材を旋削にて試験部φ8mmの回転曲げ疲労試験片に加工し、回転曲げ疲労試験を行い疲労強度で評価した。図2に見られるように、Si量増加とともに疲労強度は向上する。図5に見られるように、Mn量増加とともに疲労強度は向上する。

【0025】③転がり寿命試験（ラジアル荷重）

φ20mmの鍛造材よりφ12×22mmの試験片を旋削により加工し、高周波焼入れ焼戻し後、表面研磨して転がり寿命試験を、図3に示すように、Pmax=5880MPa、荷重：ラジアル方向、温度：室温の条件で行い、L₁₀寿命で評価した。図3に示すように、Si量増加とともに転がり寿命は向上するが、0.5%以上で効果が大きい。

【0026】④転がり寿命試験（スラスト荷重）

φ65mmの鍛造材よりφ60×7.2mmの試験片を

旋削により加工し、高周波焼入れ焼戻し後、表面研磨して転がり寿命試験を、図8に示すように、Pmax=5292MPa、荷重：スラスト方向、温度：室温の条件で行い、L₁₀寿命で評価した。図8に示すように、S量が、0.035%を超えると転がり寿命は低下し始める。

【0027】⑤短時間加熱焼入れ試験

φ30mmの熱間鍛造材からφ3×10mmを切り出し、1000℃-1secにて加熱後、ヘリウムガスにより急冷し、焼入れ硬さを測定した。図6に見られるように、Mn量0.4%未満では、十分にオーステナイト化せず、硬さが不十分であった。

【0028】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明は、C量、Mn量を加工性を悪化させない範囲にとどめ、Si量を増加して高強度化することで、鍛造上がりの硬さ上昇を最小限に抑え、被削性、冷間加工性を確保しながら、非硬化部の疲労強度を向上させ、さらに硬化部の耐転がり強度、転がり寿命、耐ビッチング強度、耐摩耗性、疲労強度等を向上させた、鍛造後に部品の一部を高周波焼入れして使用する高強度高周波焼入れ用鋼材で、従来にない優れた特性を有するものである。

【図面の簡単な説明】

【図1】ドリル穿孔試験における鋼材のC量と穿孔数の関係による被削性を示すグラフである。

【図2】回転曲げ疲労試験によるSi量と疲労強度の関係を示すグラフである。

【図3】ラジアル方向の荷重における転がり寿命試験におけるSi量とL₁₀寿命の関係を示すグラフである。

【図4】ドリル穿孔試験における鋼材のSi量と穿孔数の関係による被削性を示すグラフである。

【図5】回転曲げ疲労試験によるMn量と疲労強度の関係を示すグラフである。

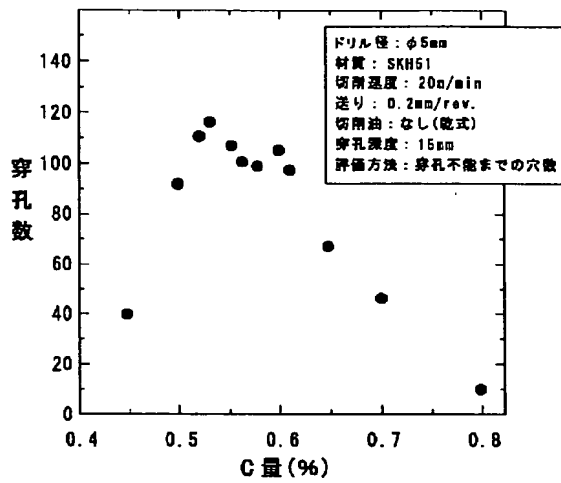
【図6】短時間加熱焼入れ試験におけるMn量と焼入れ硬さの関係を示すグラフである。

【図7】ドリル穿孔試験における鋼材のMn量と穿孔数の関係による被削性を示すグラフである。

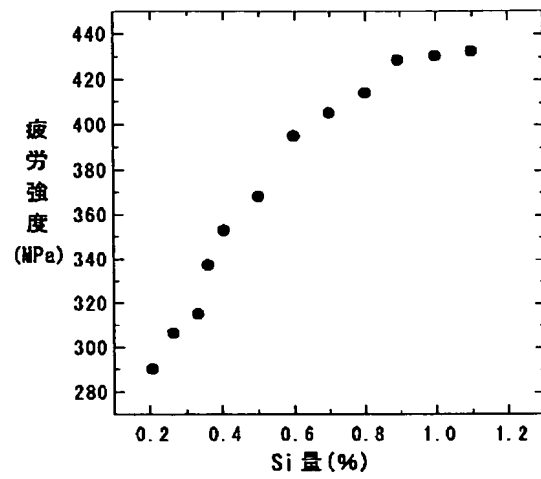
【図8】スラスト方向の荷重における転がり寿命試験におけるS量とL₁₀寿命の関係を示すグラフである。

【図9】炭素当量と熱間鍛造硬さの関係を示すグラフである。

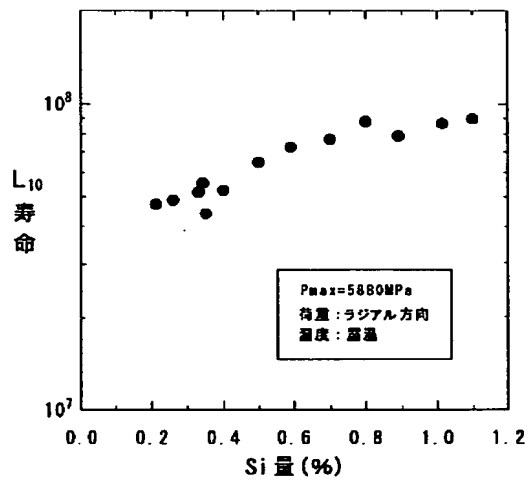
【図1】



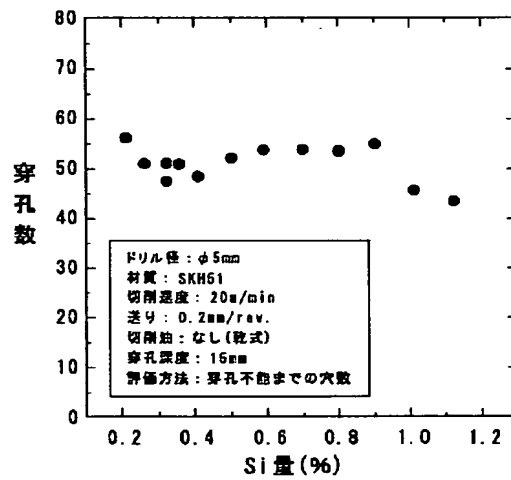
【図2】



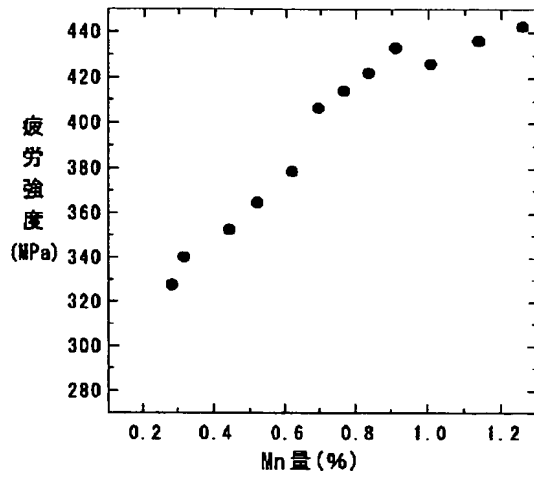
【図3】



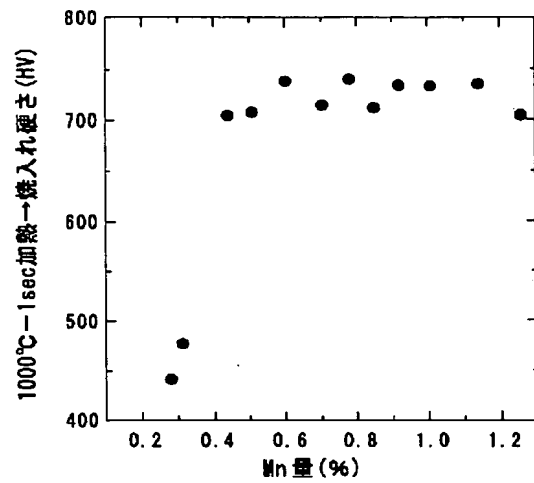
【図4】



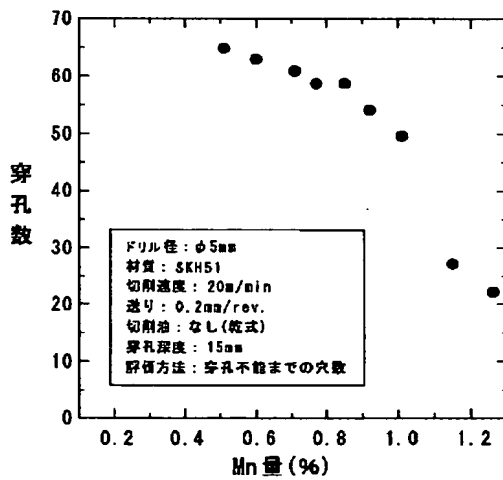
【図5】



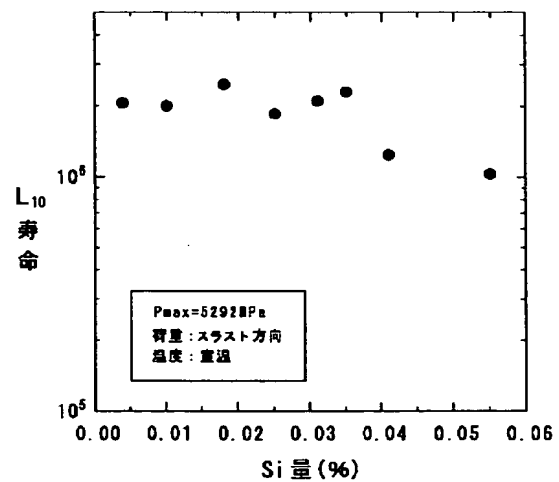
【図6】



【図7】



【図8】



【図9】

